



①9 BUNDESREPUBLIK
DEUTSCHLAND



DEUTSCHES
PATENTAMT

⑫ Patentschrift
⑩ DE 30 00 774 C 3

⑤1 Int. Cl.⁵:
C 22 C 21/00
F 16 C 33/06

②1	Aktenzeichen:	P 30 00 774.0-24
②2	Anmeldetag:	10. 1. 80
④3	Offenlegungstag:	16. 7. 81
④5	Veröffentlichungstag der Patenterteilung:	27. 11. 86
④5	Veröffentlichungstag des geänderten Patents:	29. 4. 93

DE 3000774 C3

Patentschrift nach Einspruchsverfahren geändert

⑦3 Patentinhaber:
Taiho Kogyo Co., Ltd., Toyota, Aichi, JP

⑦4 Vertreter:
Menges, R., Dipl.-Ing., Pat.-Anw., 8000 München

⑦2 Erfinder:
Nara, Tamotsu, Toyota, Aichi, JP; Kamiya, Soji,
Nishio, Aichi, JP

⑤6 Für die Beurteilung der Patentfähigkeit
in Betracht gezogene Druckschriften:

DE-PS	9 72 446
DE-PS	9 43 855
DE-PS	7 55 300
DE-PS	7 39 311
DE-AS	21 31 884
DE-AS	12 01 563
DE-OS	21 36 491
DE-OS	17 75 322
DE-OS	17 58 227
DE-OS	17 58 090
DE-OS	15 58 696
FR	11 87 467
GB	6 66 087
GB	6 23 486
GB	4 70 248
US	41 53 756
JP	53-87 917

Deutsche Patentanmeldung W 1271;
DE-Buch: Aluminium-Taschenbuch, 1974, S. 311, 926;
KÜHNEL: Werkstoffe für Gleitlager, 1952, S. 348,
349;
DE-Z: Z. Metallkde. 26, 1934, 1, S. 9-13;
DE-Z: Z. Aluminium 54, 1978, 4, S. 261-262;
MONDOLFO, L.F.: Aluminium Alloys, Structure and
Properties, 1976, S. 413;

⑤4 Zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung

DE 3000774 C3

Beschreibung

Die Erfindung bezieht sich auf zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierungen und auf die Verwendung für mit Stahlstützschalen versehene und vorzugsweise durch Preßschweißen hergestellte Verbundlagerwerkstoffe.

In den vergangenen Jahren ist es erforderlich geworden, Kraftfahrzeugverbrennungsmotoren kompakt und mit hoher Leistung herzustellen. Außerdem müssen sie zum Einhalten der Abgasbestimmungen mit Rückfördevorrichtungen u. dgl. versehen werden, die in das Kurbelgehäuse übergetretenes unverbranntes Gemisch rückfördern. Die Einsatzbedingungen für die Lagerwerkstoffe in Verbrennungsmotoren sind deshalb bei hohen Belastungen und hohen Temperaturen härter geworden. Unter solchen harten Bedingungen neigen die herkömmlichen Lagerwerkstoffe zum Ausfall durch Ermüdung und zu anomalem Verschleiß, durch die verschiedene Störungen der Motoren hervorgerufen werden.

Bei den Wellen, die mit den Lagerwerkstoffen in Berührung gebracht werden, besteht die Tendenz, daß die bislang hergestellten Schmiedewellen durch weniger teure Wellen aus Sphäroguß oder anderem Material mit rauher Oberfläche ersetzt werden, um die Herstellungskosten zu senken. Die Verbesserung in der Verschleißfestigkeit, in der Betändigkeit gegen Fressen und in der Dauerfestigkeit bei hohen Temperaturen ist deshalb um so mehr erforderlich.

Beispiele für die zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung, die im Stand der Technik zum Herstellen der Lager von Verbrennungsmotoren benutzt wird, sind:

Al (Rest) — Sn (3,5—4,5) — Si (3,5—4,5) — Cu (0,7—1,3);
 Al (Rest) — Sn (4—8) — Si (1—2) — Cu (0,1—2) — Ni (0,1—1);
 Al (Rest) — Sn (3—40) — Pb (0,1—5) — Cu (0,2—2) — Sb (0,1—3) — Si (0,2—3) — Ti (0,01—1);
 Al (Rest) — Sn (15—30) — Cu (0,5—2) und
 Al (Rest) — Sn (1—23) — Pb (1,5—9) — Cu (0,3—3) — Si (1—8),

wobei die in Klammern gesetzten Werte die Gewichtsprozentsätze der Werkstoffkomponenten angeben.

Aus FR 11 87 467 ist eine Lagerlegierung mit 1,5 bis 25% Eisen, bis zu 35% Kupfer, Titan, Magnesium, Chrom, Zinn, Cer und/oder Erdalkalimetallen und Aluminium als Rest bekannt.

Aus GB 4 70 248 ist eine Aluminium-Lagerlegierung bekannt, die aus 1,5 bis weniger als 8% eines niedrig schmelzenden Bestandteils, mit Zinn und Antimon, 0,8 bis 4,8% eines härtenden Bestandteils aus Nickel, Mangan, Vanadium, Kobalt, Chrom, Molybdän und/oder Wolfram einschließlich des vorhandenen Eisens, bis 1,5% Magnesium und Aluminium als Rest besteht, wobei der Antimongehalt 1,5% des niedrig schmelzenden Bestandteils nicht überschreiten und der härtende Bestandteil mindestens zur Hälfte aus Nickel und/oder Mangan bestehen muß. Bei Verwendung von Aluminium handelsüblicher Reinheit für die Legierungsherstellung enthält diese bekannte Aluminium-Lagerlegierung 0,2 bis 0,5% Eisen und 0,15 bis 0,6% Silizium, wobei der Siliziumgehalt zur Härtung bis 1% erhöht werden kann. Der niedrig schmelzende Bestandteil dieser bekannten Lagerlegierung kann außerdem die Metalle Kadmium, Blei und/oder Wismut in einer Menge enthalten, die den vorhandenen Zinngehalt nicht überschreiten darf. Nach GB 4 70 248 wird die dort genannte Legierung zur Herstellung von Lagern für Stahlwellen, d. h. für Pleuellager oder Kurbelwellenlager in Verbrennungsmotoren verwendet.

Nach der deutschen Patentanmeldung W 1 271, ausgelegt am 27. September 1951, ist eine Aluminiumlegierung für Gleitlager bekannt, die aus mehr als 0,5 bis 8% Blei, das auch ganz oder teilweise durch Zinn, Kadmium, Wismut, Thallium und Indium ersetzt werden kann, 0,6 bis 10% Kupfer, bis zu 2% Chrom, bis zu 2% Silizium und Aluminium als Rest besteht. Die in der deutschen Patentanmeldung W 1 271 genannten Lagerlegierungen sind zur Verwendung in Verbindung mit Stahlwellen geeignet.

Nach Aluminium-Taschenbuch, 13. Auflage, 1974, S. 311 und 926, ist es bekannt, Aluminium-Lagerlegierungen je nach ihrer Härte bei Gehäusen aus Stahl oder Gußeisen und bei hoher Lagertemperatur mit Stahlstützschalen zu verbinden, die durch Preßschweißen aufgebracht werden.

Wenn diese herkömmlichen Legierungen für die Lager von Kraftfahrzeugverbrennungsmotoren unter harten Bedingungen, wie sie oben beschrieben worden sind, benutzt werden, kommt es manchmal in kurzer Zeit zum Ausfall infolge Ermüdung, wenn die Motoren ständig unter starken Belastungen betrieben werden. Das ist auf die Tatsache zurückzuführen, daß die Temperatur des Schmieröls in einem Verbrennungsmotor während des durchgehenden Vollastbetriebes sehr hoch wird, und beispielsweise kann die Temperatur des Schmieröls in einer Ölwanne 130 bis 150°C erreichen, so daß die Temperatur der Gleitflächen von Lagern ebenfalls sehr stark erhöht wird. Infolgedessen wird, da der eutektische Punkt einer solchen Legierung in der Größenordnung von 225°C liegt, die Härte der Legierung unter den Hochtemperaturbedingungen schnell gering, was das Schmelzen und das Wandern der Zinnkomponente verursacht und zur Folge hat, daß die Dauerfestigkeit gesenkt wird.

Zusätzlich zu dem Verringern der Dauerfestigkeit aufgrund des Verlustes an Härte bei hohen Temperaturen bewirkt die Vergrößerung von Zinneteilchen in dem Gefügebild von herkömmlicher zinnhaltiger Aluminium-Lagerlegierung ebenfalls ein Absinken der Dauerfestigkeit. Das heißt, der Aluminiumlagerwerkstoff wird im allgemeinen wie oben erwähnt hergestellt, indem eine zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung durch Preßschweißen auf eine Stahlstützschale aufgebracht wird, wobei ein Glühschritt nach dem Preßschweißen erforderlich ist, um die Haftfestigkeit zwischen beiden Metallen zu verbessern. Das Glühen erfolgt im allgemeinen bei einer Temperatur unterhalb des Punktes, an welchem sich eine intermetallische Aluminium-Eisen-Verbindung abscheidet, und je höher die Behandlungstemperatur ist und je länger die Behandlungszeit ist, um so größer wird die Haftfestigkeit. Tatsächlich wird, wenn die herkömmliche zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung während des Glühens in einen Hochtemperaturzustand gebracht wird, die Vergrößerung der Aluminiumkorn Grenzen und Zinneteilchen nachteiligerweise in dem Legierungsgefügebild hervorgerufen. Das heißt, wenn die herkömmliche zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung einem Glühvorgang ausgesetzt wird, um die Haftfestigkeit an der Stahl-

stützschale zu verbessern, kommt es zur Vergrößerung der Zinnteilchen, was das Verringern der Dauerfestigkeit der Lagerlegierung bei hohen Temperaturen zur Folge hat.

Weiter sind diese herkömmlichen zinnhaltigen Aluminium-Lagerlegierungen hinsichtlich ihrer Verschleißfestigkeit nicht gut genug. Insbesondere wenn Wellen mit harten und rauen Oberflächen, beispielsweise solche aus Sphäroguß, mit den Lagerlegierungen in Berührung gebracht werden, wird die Verschleißfestigkeit stark verringert, und es kommt zu Ausfällen aufgrund von Ermüdung, was im Stand der Technik ein ernstes Problem darstellt.

Die DE-OS 17 75 322 befaßt sich mit einem Gleitlagermaterial, bei dem auf einer Stahlschicht eine Grundschicht aus fein verteiltem reinem Aluminium oder einer vorwiegend aus Aluminium bestehenden Legierung aufgesintert und auf der Grundschicht eine Lagerschicht aus Teilchen von Aluminium oder Aluminiumlegierungen aufgesintert ist, in denen wenigstens 5% eines Lagermetalls mit bis zu 25% Blei, bis zu 25% Zinn, bis zu 25% Kadmium, bis 25% Wismut und bis zu 25% Antimon eingebettet sind. Das Aluminium als Grundmetall wird dabei nach pulvermetallurgischen Verfahren hergestellt. Dagegen wird die zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung der hier in Rede stehenden Art nicht durch Sintern, sondern durch Gießen und anschließendes Weiterverarbeiten durch wiederholtes Walzen und Glühen hergestellt.

Aufgabe der Erfindung ist es, eine zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung zu schaffen, die eine relativ hohe Verschleißfestigkeit hat und bei der es bei hohen Temperaturen zu einem relativ geringen Verlust an Härte kommt, so daß sie auch eine hohe Dauerfestigkeit hat.

Diese Aufgabe ist erfindungsgemäß durch die im Kennzeichen eines der Patentansprüche 1 bis 4 angegebene Legierungszusammensetzung gelöst.

Bei der zinnhaltigen Aluminium-Lagerlegierung nach der Erfindung wird die Dauerfestigkeit sehr verbessert, indem das Absinken der Härte bei hohen Temperaturen verringert wird und indem insbesondere die Vergrößerung der Zinnteilchen vermieden wird. Außerdem wird die Verschleißfestigkeit der Lagerlegierung erhöht, um die Haltbarkeit gegenüber einer zu lagernden Welle zu verbessern, die eine harte und raue Oberfläche hat.

Die relativ hohe Verschleißfestigkeit der erfindungsgemäßen Lagerlegierung ermöglicht deren Verwendung gemäß den Ansprüchen 5 bis 8.

Mehrere Ausführungsbeispiele der Erfindung werden im folgenden unter Bezugnahme auf die Zeichnung näher beschrieben. Es zeigt

Fig. 1 ein Diagramm, das die Verschleißverluständerungen von Legierungen mit der Zunahme von Belastungen zeigt, die auf Stahlwellen ausgeübt werden, welche mit den Legierungen in Berührung sind, und

Fig. 2 ein Diagramm, das die Verschleißverluständerungen von Legierungen mit der Zunahme von Belastungen zeigt, die auf Wellen aus Sphäroguß ausgeübt werden, welche mit den Legierungen in Berührung sind.

Die zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung nach der Erfindung wird hergestellt, indem Zinn (Sn) und neben anderen Legierungszusätzen Chrom (Cr) einer Aluminiumschmelze zugesetzt werden.

In Verbindung mit der Menge an Zinn können die Paßfähigkeit und die Schmiereigenschaften im allgemeinen mit zunehmendem Zinngehalt verbessert werden, die Härte wird jedoch verringert. Die Belastbarkeit als Lager wird deshalb gering. Wenn dagegen die Menge an Zinn klein wird, wird zwar die Belastbarkeit erhöht, die Legierung ist jedoch als Lagerwerkstoff zu hart, und die Paßfähigkeit wird schlechter. Im Stand der Technik beträgt die obere Grenze des Zinngehalts im allgemeinen etwa 15% und die untere Grenze etwa 3%.

Der Legierungszusatz Cr verbessert hauptsächlich die Verschleißfestigkeit. Insbesondere führt der Zusatz von Chrom zu einer Erhöhung der Härte, zum Verhindern des Erweichens bei hohen Temperaturen und zum Verhindern der Vergrößerung von Zinnteilchen beim Glühen.

Insbesondere bildet in Verbindung mit der Verbesserung der Härte bei hoher Temperatur das Chrom eine feste Lösung (einen Mischkristall) in dem Aluminium, die die Rekristallisationstemperatur des Aluminiums erhöht, und darüber hinaus verbessert die feste Lösung selbst die Härte der Aluminiummatrix. Gleichzeitig wird die Härte der Chrom enthaltenden Legierung größer, selbst wenn sie mehrmals gewalzt wird, was einen Gegensatz zum Gießen darstellt. Mit der Erhöhung der Rekristallisationstemperatur des Aluminiums können die Motorenlager, die hohen Temperaturen ausgesetzt sind, ihre mechanischen Eigenschaften beibehalten. Insbesondere kann das Absinken der Härte bei hohen Temperaturen verringert werden, und das Erweichen von Lagern in einem Hochtemperaturbereich kann gut vermieden werden, wodurch die Haltbarkeit der Lage verbessert wird. Weiter hat die intermetallische Al-Cr-Verbindung, die über der Grenze der festen Lösung ausgeschieden wird, eine Vickershärte von mehr als 370, so daß die Dispersion dieser Verbindung der Lagerlegierung hilft, die Härte bei hoher Temperatur aufrechtzuerhalten. Die Dispersion einer solchen intermetallischen Verbindung in richtiger Menge hat deshalb eine günstige Auswirkung.

Im folgenden wird die Auswirkung des Chromzusatzes zur Vermeidung der Vergrößerung der Zinnteilchen beschrieben. Die Vergrößerung der Zinnteilchen ist eine Erscheinung, die auf das Wandern von Aluminiumkorgrenzen und Zinnteilchen bei sich auf hoher Temperatur befindlicher Al-Sn-Legierung zurückzuführen ist. Da das Chrom als die obenerwähnte intermetallische Al-Cr-Verbindung ausgeschieden wird, die in der Aluminiumlegierungsmatrix verteilt wird, blockiert diese intermetallische Verbindung direkt das Wandern der Aluminiumkorgrenzen und behindert gleichzeitig das Wachstum von Aluminiumkristallkörnern. Das Wandern von Zinnteilchen wird deshalb ebenfalls behindert, und infolgedessen kann die Vergrößerung der Zinnteilchen vermieden werden. Das steht in Beziehung zu der Tatsache, daß die feinst verteilten Zinnteilchen während der Wiederholung des Walzens und Glühens dort gehalten werden, wo sie sich befinden, so daß die obenerwähnten verschiedenen Auswirkungen erzielt werden können.

Weiter kann die Verflüssigung von Zinnteilchen, die einen niedrigen Schmelzpunkt von etwa 232°C haben, unter Hochtemperaturbedingungen wirksam verhindert werden, weil die Zinnteilchen in einem feinstverteilten Zustand in der Aluminiummatrix gehalten werden. Unter diesem Gesichtspunkt wird die Auswirkung des Verhinderns des Absinkens der Härte verständlich.

Vorstehend ist die Auswirkung des Verhinderns der Vergrößerung der Zinnteilchen in dem Glühschritt beschrieben. Diese Auswirkung kann auch in dem Bearbeitungszustand des Lagerwerkstoffes erwartet werden, in dem die Temperatur gleich der im Glühzustand ist. Demgemäß kann die Dauerfestigkeit im praktischen Gebrauch auch mit dem Blockieren des Erweichens verbessert werden.

Die Ausscheidungsformen von Cr sind die ausgeschiedenen Substanzen des zugesetzten Elements, die der intermetallischen Verbindungen zwischen dem zugesetzten Element, die der intermetallischen Verbindungen von Aluminium und zugesetztem Element und die der intermetallischen Verbindungen von Aluminium und der intermetallischen Verbindung des zugesetzten Elements. Die Verschleißfestigkeit kann durch die ausgeschiedenen Substanzen in allen Formen der vorstehenden verbessert werden.

Die Vickershärten dieser ausgeschiedenen Substanzen erreichen mehrere hundert, so daß die ausgeschiedenen Substanzen sehr hart sind und der Verschleiß von Lagern, der durch die Reibung mit Wellen verursacht wird, durch die ausgeschiedenen Substanzen beträchtlich verringert werden kann. Demgemäß kann ein ziemlich gutes Resultat erzielt werden, wenn eine richtige Menge der ausgeschiedenen Substanz in der Aluminiummatrix vorhanden ist.

Der Effekt der Verbesserung der Verschleißfestigkeit ist beträchtlich, wenn das Lager eine Welle trägt, die eine harte und raue Oberfläche hat. Die Leistungsfähigkeit des Lagers hängt im allgemeinen von der Härte und der Rauigkeit des abzustützenden Werkstoffes in großem Ausmaß ab. Wenn beispielsweise der herkömmliche Lagerwerkstoff auf Al-Sn-Basis zum Abstützen einer Welle aus Sphäroguß benutzt wird, werden die Eigenschaften des Lagers hinsichtlich Verhindern des Fressens und hinsichtlich der Verschleißfestigkeit merklich verschlechtert. Da die Wellen aus Sphäroguß billig hergestellt werden können, werden sie in jüngerer Zeit anstelle der geschmiedeten Stahlwellen weitgehend verwendet. In der Eisenmatrix der Welle sind weiche Graphitteilchen verstreut. Wenn die Wellenoberfläche abgeschabt wird, werden deshalb blattartige Schleifgrate um die Graphitteilchen herum gebildet. Wenn die Welle, die solche Schleifgrate aufweist, gegenüber dem Lager unter starker Belastung verschoben wird, bei der die Rauigkeit der Welle und des Lagers und die Dicke des Ölfilms zwischen ihnen einander gleich sind, wird die Lagersoberfläche, die weicher als die Welle ist, abgeschliffen. Wenn dieser Zustand andauert, wird die Oberfläche des Lagers rau, und der Spalt zwischen dem Lager und der Welle wird groß, was zum Durchbrechen oder zum Verlust des Ölfilms führt. Infolgedessen kommt es zu einer direkten Berührung zwischen der Welle und dem Lager (d. h. zu einem Metall-Metall-Kontakt), die zum Fressen beider Teile führt.

In der Legierung nach der Erfindung ist dagegen die ausgeschiedene Substanz, die in der Aluminiummatrix durch den Zusatz von Cr gebildet wird, härter als die obenerwähnten Schleifgrate der Welle aus Sphäroguß. Die ausgeschiedene Substanz beseitigt deshalb die obenerwähnten Schleifgrate von der Oberfläche der Welle, und außerdem ist bei der ausgeschiedenen Substanz eine Übertragung und ein Anhaften von Metall kaum möglich. Der Verschleißvorgang der Lagersoberfläche kann deshalb innerhalb einer relativ kurzen Zeit aufgehoben werden, um die Bildung eines stabilen Ölfilms zu bewirken. Infolgedessen können in bezug auf die Welle aus Sphäroguß die Verschleißfestigkeit und die Eigenschaft des Verhinderns des Fressens des Lagers verbessert werden.

Die erfindungsgemäße Legierung enthält weiter Kupfer (Cu) und/oder Magnesium (Mg). Das Kupfer und/oder Magnesium werden angesichts der Tatsache zugesetzt, daß sie das Absinken der Härte bei hohen Temperaturen verringern.

Weiter zeigt sich die Auswirkung des Zusatzes an Kupfer und/oder Magnesium, wenn Chrom gleichzeitig zugesetzt wird, und der Effekt des Erhöhen der Härte bei hohen Temperaturen ist nicht zu erwarten, wenn nur Kupfer und/oder Magnesium zugesetzt werden. Wenn Kupfer und/oder Magnesium der Aluminiummatrix zugesetzt werden, wird also die Härte beim Walzen stark erhöht, was im Vergleich zu dem Fall, in welchem andere Elemente der Aluminiummatrix zugesetzt werden, bemerkenswert ist. Es ist jedoch zu beachten, daß die Kupfer und/oder Magnesium enthaltende Aluminiummatrix bei etwa 200°C leicht erreicht werden kann, weshalb nicht erwartet werden kann, daß die Härte bei hohen Temperaturen aufrechterhalten wird. Wenn dagegen Kupfer und/oder Magnesium zusammen mit Chrom zugesetzt werden, wird dagegen die Härte, die während des Walzens aufgrund der Auswirkung des Zusatzes von Kupfer und/oder Magnesium erhöht wird, durch das Glühen nicht so stark gesenkt, was der Zusatz des Chroms mit sich bringt. Diese Härte kann unter Hochtemperaturbedingungen aufrechterhalten werden, weshalb die Lagerlegierung nach der Erfindung im Vergleich zu den bekannten Legierungen eine höhere Härte bei hohen Temperaturen hat, die die Verbesserung der Dauerfestigkeit ergibt.

Weiter kann bei der Lagerlegierung nach der Erfindung die Eigenschaft, ein Zinn enthaltendes Gleitmetall zu sein, weiter verbessert werden, indem eines oder mehrere der Elemente Blei (Pb), Wismut (Bi), Indium (In), Thallium (Tl) und Kadmium (Cd) zugesetzt werden. Die Auswirkung des Zusatzes von Blei, Wismut, Indium, Thallium und/oder Kadmium zeigt sich, wenn sie zusammen mit Chrom zugesetzt werden. Im Stand der Technik ist ins Auge gefaßt worden, diese Elemente Legierungen auf Al-Sn-Basis zuzusetzen, und der Zusatz ist in einigen Fällen angewandt worden. Wenn jedoch nur diese Elemente der Legierung auf Al-Sn-Basis zugesetzt werden, bilden sie Legierungen, bei denen der Nachteil, daß der Schmelzpunkt des Zinns niedrig wird, nicht vermieden werden kann. Somit kommt es bei der bekannten Legierung auf Al-Sn-Basis wahrscheinlich zum Schmelzen und zum Wandern des Zinns bei niedrigen Temperaturen, wodurch das Wachstum von Zinnteilchen zu größeren und gröberen Teilchen verursacht wird. Wenn eine solche Legierung als Lagerwerkstoff benutzt wird, kommt es bei einem Betrieb unter ständiger starker Belastung zum teilweisen Schmelzen und zum Abschaben. Erfindungsgemäß werden dagegen die Zinnteilchen durch den Zusatz von Chrom feingemacht, und das Gefügebild wird bei hohen Temperaturen in der Lagerlegierung nach der Erfindung beibehalten. Selbst wenn eines oder mehrere der obengenannten Elemente Blei, Wismut, Indium, Thallium, Kadmium der Legierung zugesetzt werden, kann die Schmiereigenschaft des Zinns verbessert werden, ohne daß die Nachteile des

Standes der Technik auftreten. Weiter kann die Lagerlegierung nach der Erfindung für ein Lager benutzt werden, welches eine hohe Dauerfestigkeit haben muß, und außerdem wird es möglich, die Paßfähigkeit des Lagerwerkstoffes zu verbessern.

Unter diesen Elementen sind Blei und Indium vorzuziehen, an die sich Wismut und Kadmium und dann Thallium anschließen. Das hängt von der Tatsache ab, daß Blei und Indium unter Druck am fließfähigsten sind, so daß die Gleiteigenschaften und die Paßfähigkeit gut werden. Die nächsten Elemente, Wismut und Kadmium, sind im Vergleich zu Blei und Indium etwas härter und haben höhere Schmelzpunkte. Das letzte Element, Thallium, hat ähnliche Eigenschaften wie Blei und Indium, die Produktionsmenge von Thallium ist jedoch gering, und es ist ein teures Element. Eines oder mehrere der Elemente Blei, Wismut, Thallium, Kadmium und Indium werden zusammen mit dem obenerwähnten Kupfer und/oder Magnesium zugesetzt, wobei in diesem Fall das Absinken der Hochtemperaturhärte verringert und gleichzeitig die Schmiereigenschaft des Zinns verbessert werden kann.

Die oben beschriebene zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung wird hauptsächlich für Gleitlager in Kraftfahrzeugverbrennungsmotoren u. dgl. benutzt, wobei die Lagerlegierung im allgemeinen auf Stahlschützschalen durch Preßschweißen aufgebracht und daran anschließend zum Erhöhen der Haftfestigkeit gegläht wird. Bei den bekannten Legierungen auf Al-Sn-Basis kommt es jedoch zur Verringerung der Härte, zum Schmelzen der Zinnteilchen usw., weil die Aluminiumkorn Grenzen und die Zinnteilchen in dem Legierungsgefüge wandern, was die Vergrößerung der Zinnteilchen zur Folge hat. Bei der Erfindung werden das Wandern der Aluminiumkorn Grenzen und das Wachstum von Aluminiumkristallteilchen wirksam vermieden, und zwar durch die ausgeschiedene Substanz der intermetallischen Al-Cr-Verbindung, die in den Preßschweiß- und Glühritten erzeugt wird. Die Lagerlegierung nach der Erfindung ist deshalb frei von den obigen nachteiligen Einflüssen des Glühens, und infolgedessen kann die Haftfestigkeit zwischen der Lagerlegierung und den Stahlstützschalen durch Erhöhen der Glühtemperatur hoch gemacht werden. Da die obige Tatsache auf den Fall angewandt werden kann, in welchem die Lagerlegierung nach der Erfindung in Umstände versetzt wird, die der Temperatur des Glühens entsprechen, ist es ziemlich bedeutsam, daß die Dauerfestigkeit durch das Verhindern der Erweichung verbessert werden kann. Weiter wird auch die Verbesserung der Verschleißfestigkeit beobachtet, und die Lagerlegierung ist besonders wirksam, wenn sie in Verbindung mit Wellen aus Sphäroguß benutzt wird.

Im folgenden wird die Erfindung anhand von mehreren Beispielen ausführlicher beschrieben.

Die folgende Tabelle A zeigt die Zusammensetzungen der Legierungen (Proben) 1 bis 4 nach der Erfindung sowie von Vergleichslegierungen (Proben) 5 bis 7.

Bei der Herstellung der Legierungen 1 bis 4 wurde Aluminium in einem Gasofen geschmolzen, und gemäß den Formeln von Tabelle A wurden Legierungen auf der Basis Al-Cu, Al-Mg bzw. Al mit spezifizierten Zusätzen in das schmelzflüssige Aluminium hinein aufgelöst. Anschließend daran wurden Sn und Pb, Bi und In, Tl und Cd zugesetzt, und es wurde eine Entgasung vorgenommen. Dann wurde das Metall in Formen gegossen und anschließend wiederholt gewalzt und gegläht (350°C), um Proben herzustellen. Die Hochtemperaturhärten der Proben wurden dann gemessen. In dem nächsten Schritt wurden diese Proben gewalzt, und daran anschließend wurden die Legierungsproben auf Stahlblechunterlagen durch Preßschweißen befestigt, um bimetallische Proben herzustellen. Diese wurden dann gegläht und zu ebenen Lagern verarbeitet und ihre Dauerfestigkeit unter dynamischen Belastungen wurde getestet. In gleicher Weise wie oben wurden die Legierungen 5 bis 7 für Vergleichstests hergestellt und den gleichen Tests unterworfen.

Die Tabelle B zeigt die Ergebnisse der Messung der Vickershärte (HV) von mehreren Legierungen bei einer gewöhnlichen Temperatur und bei 200°C, die Ergebnisse von Dauerfestigkeitstests unter dynamischen Belastungen und die Ergebnisse von Freßtests mit Stahlwellen und Spärogußwellen. Die obigen Dauerfestigkeitstests wurden ausgeführt, indem jede Legierung mit 10⁷-maliger Wiederholung unter den folgenden Bedingungen belastet wurde und die Stärke der Belastungen, bei denen es zur Ermüdung kam, gemessen wurde, d. h. der Druck an der Dauerfestigkeitsgrenze durch diese Anzahl von Wiederholungen.

Testmaschine:	Soda Dynamic Load Tester	
Gleitgeschwindigkeit:	400—470 m/min	
Schmieröl:	SAE 10W30	
Schmierung:	Druckschmierung	
Öltemperatur:	140 ± 5°C	
Öldruck:	0,5 MPa	
Material in Kontakt:	Art:	S 55 C
	Rauigkeit:	1 µm
	Härte:	HV 500—600
Lagergestalt:	Durchm. × Breite:	52 × 20 mm halbgeteiltes Metall
	Rauigkeit:	1—3 µm

In den obigen Freßtests wurden die Belastungen beim Fressen bei um 5 MPa zunehmenden Belastungen alle 20 min unter folgenden Bedingungen gemessen. Das folgende Material (1) in Kontakt mit dem Lager wurde als Stahlwelle benutzt, und das Material (2) in Kontakt mit dem Lager wurde als Sphärogußwelle benutzt.

	Testmaschine:	Ultrahochdruck-Freßtester	
	Gleitgeschwindigkeit:	468 m/min	
	Belastung:	5 MPa/20 min, stufenweiser Anstieg	
5	Schmieröl:	SAE 10W30	
	Schmierung:	Druckschmierung	
	Öltemperatur:	140 ± 5°C	
	Material (1) in Kontakt:	Art: S 50 C	
		Rauhigkeit: 0,3—0,8 µm	
10		Härte: HV 500—600	
	Material (2) in Berührung:	Art: Sphäroguß (DCI)	
		Rauhigkeit: 0,3—0,8 µm	
		Härte: HV 200—300	
	Lagergestalt:	Durchm. × Breite: 52 × 20 mm halbgeteiltes Metall	
15		Rauhigkeit: 1—3 µm	

20 Tabelle B zeigt, daß die Legierungen 1—4 nach der Erfindung im Vergleich zu den Vergleichslegierungen 5 und 6 eine größere Härte im Hochtemperaturbereich haben. Insbesondere angesichts der Tatsache, daß die Vergleichslegierung 6 bei gewöhnlicher Temperatur eine Härte hat, die höher ist als die von einigen Legierungen nach der Erfindung, ist zu erkennen, daß die Geschwindigkeiten des Abfallens der Härte im Hochtemperaturbereich in Verbindung mit den Legierungen nach der Erfindung ziemlich niedrig sind.

25 Weiter ergaben im Vergleich zu den Vergleichslegierungen 5 und 6 die Legierungen 1—4 nach der Erfindung relativ gute Ergebnisse hinsichtlich der Dauerfestigkeiten. Weiter ergaben bei den Freßtests unter Verwendung von Sphärogußwellen die Legierungen nach der Erfindung ausgezeichnete Ergebnisse. Weiter lieferte die Vergleichslegierung 7 gute Ergebnisse hinsichtlich der Härte und der Dauerfestigkeit, es ist jedoch zu erkennen, daß die Antifreißigkeit der Legierung ziemlich schlecht ist.

30

35

40

45

50

55

60

65

Tabelle A

Legier.- Beisp. Nr.	Al	Sn	Cu	Mg	Pb	Bi	In	Tl	Cd	Cr	Si	Mn	Sb	Ti	Ni	Fe	W	Mo
Erfindung																		
1	Re	6,0		0,5		1,0	0,5			2,0		2,0	0,5	0,5				
2	Re	3,0	0,2	0,2	7,0	0,5		0,5	1,0	4,0						3,0		
3	Re	5,0		0,6	4,0					3,0			0,1					2,0
4	Re	4,0	0,2		4,0					4,0							1,0	

St. d. T.

5 Re 6,0

6 Re 5,0 2,0

7 Re 5,0 2,5

Anm. Re = Rest.

Tabelle B

Legier.- Beisp.-Nr.	Härte (HV) gewöhnl. Temperatur	200° C	Dauerfestigkeit (MPa)	Belast. b. Freß-(MPa) Stahlwelle	DCI
Erfindung					
1	55	28	52	65	65
2	51	22	48	70	70
3	44	22	56	70	70
4	49	20	48	70	70
St. d. T.					
5	28	12	44	60	10
6	46	16	48	65	10
7	60	28	60	70	30

In Fig. 1 sind die Ergebnisse von Reibungstests angegeben, bei denen die Legierung 1 nach der Erfindung und die Vergleichslegierungen 5 und 6 verglichen und Stahlwellen (Material (1) in Kontakt) benutzt wurden. In Fig. 2 sind die Ergebnisse von anderen Reibungstests gezeigt, in denen die Legierungen dieselben wie in Fig. 1 sind und Wellen aus Sphäroguß (Oberflächenrauigkeit 1 µm, Härte HV 200—300) unter denselben Testbedingungen benutzt wurden. Aus den Fig. 1 und 2 ist zu erkennen, daß die Verschleißverluste der Legierung 1 nach der Erfindung im Vergleich zu denen der Vergleichslegierungen 5 und 6 ziemlich gering sind. Weiter zeigen die Fig. 1 und 2, daß die Auswirkung der Verbesserung der Verschleißfestigkeit, wenn Sphäroguß als Material in Kontakt benutzt wird, im Vergleich zu dem Fall der Stahlwelle ziemlich klar ist.

Es sei angemerkt, daß in der Zusammensetzung der Legierung nach der Erfindung das Aluminium (Al) selbstverständlich eine Spurenmenge an Verunreinigungen enthalten kann, die durch die gewöhnliche Verfeinerungstechnik nicht beseitigt werden können.

Patentansprüche

1. Zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung, **dadurch gekennzeichnet**, daß sie aus 2% Mangan, 6% Zinn, 0,5% Magnesium, 1% Wismut, 0,5% Indium, 2% Chrom, 0,5% Antimon, 0,5% Titan und Aluminium als Rest besteht.
2. Zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung, **dadurch gekennzeichnet**, daß sie aus 3% Zinn, 0,2% Kupfer, 0,2% Magnesium, 7% Blei, 0,5% Wismut, 0,5% Thallium, 1% Kadmium, 4% Chrom, 3% Eisen und Aluminium als Rest besteht.
3. Zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung, **dadurch gekennzeichnet**, daß sie aus 2% Molybdän, 5% Zinn, 0,6% Magnesium, 4% Blei, 3% Chrom, 0,1% Antimon und Aluminium als Rest besteht.
4. Zinnhaltige Aluminium-Lagerlegierung, **dadurch gekennzeichnet**, daß sie aus 1% Wolfram, 4% Zinn, 0,2% Kupfer, 4% Blei, 4% Chrom und Aluminium als Rest besteht.
5. Verwendung der zinnhaltigen Aluminium-Lagerlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4 für mit Stahlstützschalen versehene Verbundlagerwerkstoffe.
6. Verwendung der zinnhaltigen Aluminium-Lagerlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4 für den Zweck nach Anspruch 5 mit der Maßgabe, daß der Verbundlagerwerkstoff durch Preßschweißen hergestellt ist.
7. Verwendung der zinnhaltigen Aluminium-Lagerlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4 für Lager, die in Verbindung mit Wellen aus Sphäroguß in Verbrennungsmotoren benutzt werden.
8. Verwendung der zinnhaltigen Aluminium-Lagerlegierung nach einem der Ansprüche 1 bis 4 für den Zweck nach Anspruch 5 oder 6, mit der Maßgabe, daß der Verbundlagerwerkstoff in Verbindung mit Wellen aus Sphäroguß in Verbrennungsmotoren benutzt wird.

Hierzu 1 Seite(n) Zeichnungen

- Leerseite -

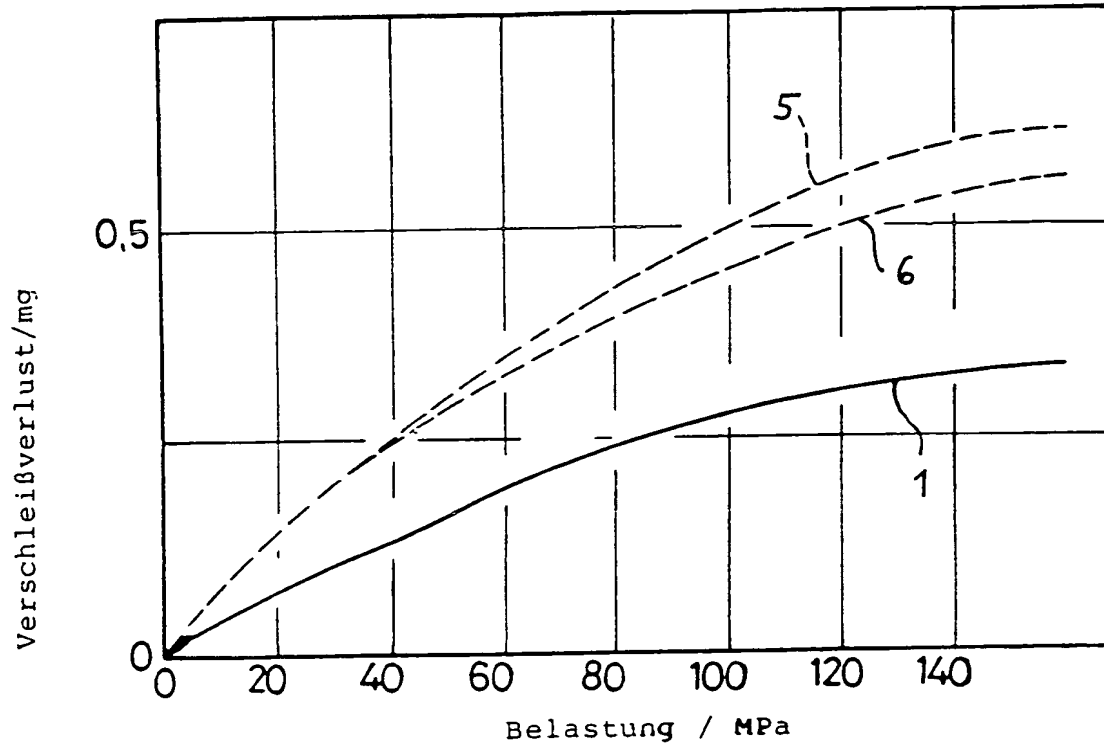


FIG. 1

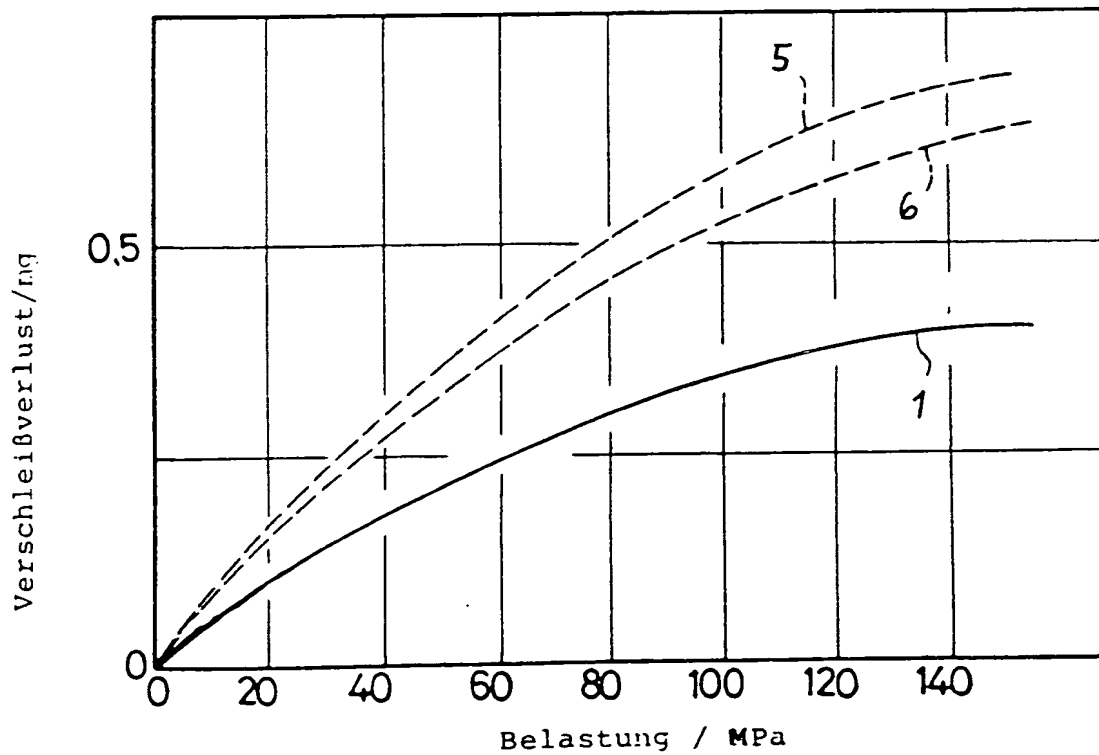


FIG. 2